بررسی ریزساختار پره‌های مستعمل ردیف اول توربین گازی و تعیین سیکل عملیات حرارتی مناسب برای بازیابی ساختار اولیه آنها*

سید عبدالکریم سجادی[۱]   ابوالفضل باباخانی[۲]   سید محمدرضا یوسف ثانی[۳]

چکیده

سوپرآلیاژ IN738LC برای ساخت پره‌های ردیف اول توربین گازی مورد استفاده قرار می‌گیرد. ریزساختار این پره‌ها پس از کارکرد طولانی مدت، حدود ۲۰۰۰۰ ساعت، تغییر می‌کند. تغییر ساختار به گونه‌ای است که پره‌ها عملاً استحکام مطلوب خود را از دست می‌دهند. با توجه به قیمت بالای پره‌ها، بازیابی نسبی ریزساختار آنها به وسیله عملیات حرارتی مفید به نظر می‌رسد. بنابراین در این پژوهش تأثیر متغیرهایی نظیر: دما و زمان مرحله همگن‌سازی، سرعت سرد کردن از دمای همگن‌سازی، دما و زمان مرحله حل‌سازی جزئی، سرعت سرد کردن از دمای حل‌سازی، و دما و زمان مرحله پیرسازی روی ریزساختار سوپر آلیاژ یاد شده مورد تحقیق قرار گرفت. به کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) ریزساختار نمونه‌هایی از پره‌های کارکرده توربین گازی قبل و بعد از اعمال سیکل‌های مختلف عملیات حرارتی محلول‌سازی و پیرسازی مورد بررسی دقیق قرار گرفت. نتیجه این مطالعه منجر به دستیابی به سیکل بهینه برای ایجاد ساختار مطلوب اولیه شد. افزون بر این، برای اطمینان از تأثیر سیکل بهینه عملیات حرارتی، آزمایش خزش روی نمونه‌های تهیه شده از پره نو و نمونه‌های تهیه شده از پره مستعمل عملیات حرارتی شده انجام شد که مقایسه نتایج، تأثیر مثبت سیکل بهینه را در بازیابی پره‌ها تأیید نمود.

واژه‌های کلیدی سوپرآلیاژ IN738LC، عملیات حرارتی، ریزساختار، رسوبات اولیه و ثانویه γ'، مورفولوژی.

An Investigation on the Microstructure of Used First-Stage Blades of Gas Turbine and Determination of Optimum Heat Treatment Cycle for Rejuvenation of the Blades

S.A. Sajjadi   A. Babakhani   S.M.R. Yousef sani

Abstract

The Ni-base superalloy IN738LC is employed in manufacturing of the first stage blades of high power gas turbines. Its microstructure changes after 20000 hours in high temperature service. The microstructure degeneration is so that the blades loose their appropriate strength. Regarding their high price, microstructure recovery by heat treatment is a valuable job. Therefore, in this research, the effects of heat treatment parameters such as: time and temperature of homogenization, partial solution and aging temperatures, and cooling rate from homogenization and solution temperatures on the microstructure of the alloy are investigated. Microstructure of some specimens from used blades before and after applying of different heat treatment cycles was studied by SEM. Its results led to obtaining of the optimum cycle for producing optimum microstructure. Also, to verify the effect of the optimum cycle, creep test was carried out on the samples extracted from unused blades and on the samples extracted from used blades after applying the optimum heat treatment cycle. Comparison of the results confirmed the effectiveness of the optimum heat treatment cycle in rejuvenation of the blades.

Key Words IN738 LC, Superalloy, Heat treatment, Microstructure**,** Blade.

---

* نسخه نخست مقاله در تاریخ ۸۵/۱۱/۲۹ و نسخه پایانی آن در تاریخ ۸۷/۱۲/۳ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) دانشیار گروه مهندسی متالورژی و مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد

(۲) استادیار گروه مهندسی متالورژی و مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد

(۳) مربی گروه مهندسی متالورژی و مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد

مقدمه

به طور معمول، پره‌های توربین‌های گازی مورد استفاده در نیروگاه‌های تولید برق در دمای بالا و تنش زیاد کار می‌کنند. پره‌های ردیف اول این توربین‌ها معمولاً از جنس سوپرآلیاژهای پایه نیکل هستند که یکی از متداول‌ترین آنها سوپرآلیاژ IN738LC می‌باشد. عناصری همچون: کروم، کبالت، آلومینیم، تیتانیم، تنگستن، تانتالم و مولیبدن از عناصر مهم سازنده آن می‌باشند. این سوپر آلیاژ ویژگی‌های خزشی، خستگی و خوردگی مطلوبی دارد. پره‌های ساخته شده از این نوع آلیاژ پس از مدتی کار کردن در دمای بالا به علت خزش، خستگی و همچنین، خوردگی داغ و اکسیداسیون، ویژگی‌های خود را از دست می‌دهند و باید تعویض گردند. به طور معمول، در نیروگاه‌ها کنترل دقیقی روی دمای کاری و تنش‌های اعمالی صورت نمی‌گیرد و از این رو، پره‌ها در شرایط متغیر و احیاناً نامطلوبی کار می‌کنند و به همین دلیل عمر دقیق آنها را نمی‌توان پیش‌بینی کرد.

ریزساختار IN738LC متشکل از چندین فاز از جمله: زمینه آستنیتی γ، رسوب‌های همدوس (کوهرنت) و منظم γ'، کاربیدهای مختلف، یوتکتیک $\gamma - \gamma'$ و مقادیر ناچیزی فازهای مضر همچون: سیگما، اتا و لاوز می‌باشد[1-5]. این سوپرآلیاژ به خاطر داشتن فاز رسوبی γ' به وسیله مکانیزم رسوب‌سختی مستحکم می‌گردد. عملیات حرارتی روی توزیع عناصر آلیاژی، توزیع، مورفولوژی و نیز درصد فازهای رسوبی، به ویژه رسوب‌های γ'، و نتیجتاً خواص مکانیکی تأثیر به سزایی دارد[6].

با قرار گرفتن طولانی مدت آلیاژ در معرض دمای بالا و یا در حین سرویس، ذرات ریز γ' به هم پیوسته و ذرات درشت‌تری را ایجاد می‌کنند و با زمان دادن در یک دمای ثابت، ریخت ذرات از کروی به مکعبی تغییر کرده و در زمان‌های باز هم بیشتر ذرات درشت به هم می‌پیوندند[7]. همچنین، با پیرکردن در یک دمای معین اندازه رسوبات با زمان افزایش می‌یابد به گونه‌ای که از مدت زمان مشخصی، به مقدار بیشینه خود می‌رسد[8].

یکی دیگر از مسائلی که ممکن است در شرایط کاری سوپرآلیاژها رخ دهد، استحاله فازی است. تجزیه کاربیدهای MC به $M_{23}C_6$ یکی از انواع استحاله فازی می‌باشد[9,7]. یکی دیگر از این استحاله‌ها، استحاله فاز γ' به فاز η یا ترکیب Ni_3Ti می‌باشد که در آلیاژهای با نسبت کم Al به Ti با قرارگیری در بازهٔ دمایی ۷۰۰ – ۹۰۰ºC رخ می‌دهد[10].

عملیات حرارتي سوپرآلیاژهاي پایه نیکل

عملیات حرارتی یکی از مراحل ساخت و یا بازسازی پره‌های توربین گازی است که هدف از انجام آن ایجاد ریزساختار و خواص مورد نظر در آلیاژ و پوشش می‌باشد. عدم کنترل دقیق سیکل عملیات حرارتی و اتمسفر آن موجب ایجاد ساختار نامناسب، ایجاد ترک، افت خواص مکانیکی و اکسیداسیون می‌گردد.

استحکام در دمای بالا تابعی از کسر حجمی فاز γ' است و از این رو، خواص مطلوب با بهینه کردن کسر حجمی و مورفولوژی γ' ایجاد می‌گردد. این کار با فرآیند رسوب‌سختی طی سه مرحله که شامل همگن‌سازی (حل‌سازی کامل)، حل‌سازی جزئی، و پیرسازی است، صورت می‌گیرد. پارامترهایی که در عملیات حرارتی سوپرآلیاژهای پایه نیکل مد نظر می‌باشند عبارتند از: دما و زمان مرحله همگن‌سازی، سرعت سرد کردن از دمای همگن‌سازی، دما و زمان مرحله حل‌سازی جزئی، سرعت سرد کردن از دمای حل‌سازی جزئی، و دما و زمان مرحله پیرسازی که همگی روی ریزساختار این آلیاژها مؤثرند.

عملیات حرارتي حل‌سازی

عملیات حرارتی حل‌سازی به دو صورت کلی و جزئی انجام می‌شود. حل‌سازی کلی به منظور انحلال

رسوبات γ' و برخی **کاربیدهایی** که در زمینه ایجاد شده‌اند، همگن و یکنواخت کردن توزیع عناصر آلیاژی و کنترل اندازه دانه‌ها، انجام می‌شود. این مرحله از عملیات در دمای بالا یا نزدیک خط دمایی انجماد γ' صورت می‌گیرد. در عملیات حل‌سازی جزئی بخشی از فازهای γ' درشت به علت حل نشدن کامل باقی می‌ماند. Bhowal و همکارانش[11] نشان دادند که درصد فاز درشت در دمای حل‌سازی بالاتر کمتر می‌شود و اندازهٔ آنها بستگی زیادی به سرعت سرد کردن بعد از حل‌سازی دارد. انتخاب دمای حل‌سازی جزئی به میزان تمایل آلیاژ به تشکیل فازهای مضر TCP نظیرLaves, η و σ بستگی دارد. در آلیاژی چون IN738LC که این تمایل کمتر است، دمای انحلال جزئی پایین (۱۱۲۰ºC) می‌باشد[13,12].

سرعت سرد کردن

با کاهش سرعت سرد کردن از دمای محلول‌سازی جزئی رسوبات γ' اولیه درشت‌تر خواهد شد و درصد آن نیز افزایش می‌یابد ولی اگر سرعت سرد کردن زیاد باشد ذرات γ' ریز می‌شوند. از این رو، باید یک سرعت سرد کردن بهینه به دست آورد تا اندازه رسوب مطلوب را به وجود آورد. این اندازه رسوب در مورد آلیاژ IN738LC برای γ' اولیه ۰/۵ µm می‌باشد که هر چه درصد بیشتری از ساختار دارای اندازه γ' با مقدار ۰/۵ µm باشد ساختار مطلوب‌تر است. گفته شده است[14] اندازه γ' اولیه تحت تأثیر نرخ سرد شدن از دمای انحلال کامل γ' (۱۲۰۰ºC) و دمای انحلال جزئی γ' (۱۱۲۰ºC) قرار می‌گیرد و اندازه ذرات γ' ثانویه تحت تأثیر دمای پیرسازی و نرخ سردشدن از دمای انحلال جزئی می‌باشد. در عین حال، مقدار کل فاز γ' تقریباً برابر با مقدار به دست آمده از عملیات حرارتی مختلف است و دیگر پارامترها تأثیر قابل توجهی ندارند.

درصد ازدیاد طول در دمای اتاق با کاهش سرعت سرد کردن افزایش می‌یابد. به طور کلی افزایش سرعت سرد کردن در بیشتر سوپرآلیاژها به ویژه سوپر آلیاژهای پایه نیکل سبب افزایش استحکام تسلیم می‌گردد. گفته شده است[15] با افزایش اندازه γ' تا حدی نخست عمر گسیختگی خزشی افزایش می‌یابد و سپس با درشت شدن زیاد γ'، عمر گسیختگی خزشی کاهش می‌یابد. همچنین، مقدار کاربیدهای مرز به مقدار زیادی تحت تأثیر سرعت سرد شدن از دمای انحلال جزئی قرار می‌گیرد.

عمليات حرارتي پيرسازي

دما و زمان پیرکردن از عواملی هستند که درصد، اندازه و چگونگی توزیع فاز رسوب‌کننده را تعیین می‌کنند [16]. فاز ثانویه در داخل زمینه، همانند یک مانع در سر راه نا به جایی‌ها عمل نموده، باعث قفل شدن آنها و در نتیجه افزایش خواص استحکامی‌آلیاژ می‌گردد. مهمترین فازهایی که عملیات پیرکردن سوپرآلیاژها، به منظور ایجاد و توزیع مناسب آنها انجام می‌شود، بسته به ترکیب آلیاژ، یکی از فازهای γ' یا γ'' می‌باشد. هر چند که فازهای دیگر مانند اتا (Ni_3Ti)، انواع کاربیدها به ویژه $M_{23}C_6$، بریدها، M_3B_2 و فاز دلتا (Ni_3Nb) نیز ممکن است به وجود آیند. چنین فازهایی کنترل عملیات پیرکردن را حساس‌تر می‌کنند.

نمودار تغییرات سختی بر حسب زمان و دمای پیرسازی نشان می‌دهد که در دماهای بالاتر حداکثر سختی در زمان‌های کمتری به دست می‌آید ولی میزان سختی آن کمتر از سختی دماهای پایین‌تر است. در یک دمای ثابت با افزایش زمان، سختی نیز افزایش می‌یابد و پس از رسیدن به یک مقدار بیشینه، کاهش می‌یابد که علت آن درشت شدن رسوبات و افزایش فاصله بین آنها می‌باشد. این امر باعث می‌شود نا به جائی‌ها به جای برش رسوبات، با روش حلقه‌زدن از آنها عبور کنند، چرا که با افزایش زمان و درشت‌تر شدن ذرات رسوبی، تنش آستانه‌ای برای انجام مکانیزم حلقه‌زدن

کاهش می‌یابد؛ در صورتی که تنش آستانه‌ای برای انجام مکانیزم برش تغییر نمی‌کند. در حقیقت جایی که سختی شروع به کاهش می‌کند نوع مکانیزم عبور نا به جائی‌ها از رسوبات تغییر کرده است[17].

روش انجام آزمایش

در آغاز ترکیب شیمیایی آلیاژ به وسیله روش کوانتومتری تعیین گردید. جدول (۱) ترکیب شیمیایی این آلیاژ را نشان می‌دهد. سپس نمونه‌هایی از پره کارکرده از جنس IN738LC برای بررسی‌های متالوگرافی تهیه گردید. پس از آن عملیات حرارتی مختلفی بر روی قطعات تهیه شده از پره مستعمل بر اساس جدول(۲) اعمال گردید. برای کم کردن سرعت سرد شدن بعد از حل‌سازی کامل، نمونه‌ها در لفافی از پشم نسوز قرار داده شدند.

جدول ۱ ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ IN738LC.

Ni	Cr	Co	Ti	W	Al
Bal.	16.0	8.3	3.38	2.6	3.4
Ta	Mo	Fe	C	B	
1.7	1.70	0.10	0.11	0.01	

جدول ۲ سیکل‌های مختلف عملیات حرارتی اعمال شده روی نمونه‌های مستعمل سوپرآلیاژ IN738LC

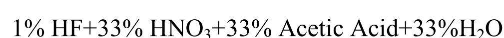
سیکل	عملیات محلول‌سازی کامل	عملیات محلول‌سازی جزئی	عملیات پیرسازی
A	---	1120ºC/2h/AC	845ºC/24h/AC
B	---	1120ºC/2h/FC	845ºC/24h/AC
C	1200ºC/2h/FC	1120ºC/2h/AC	845ºC/24h/AC

سپس نمونه‌های عملیات حرارتی شده همرا با نمونه‌های عملیات حرارتی نشده پس از مانت کردن با کاغذ سمباده‌های شماره ۱۲۰ تا ۱۲۰۰ سمباده زده شدند. پس از آن پولیش نهایی با پودر آلومینا با قطر ۰/۵ µm بر روی قطعات انجام شد. نمونه‌ها توسط دو محلول مختلف اچ شدند.

الف) محلول ماربل با ترکیب:


$4gr\ CuSO_4 + 20ml\ HCl + 20ml\ H_2O$

ب) محلولی با ترکیب:


$1\%\ HF + 33\%\ HNO_3 + 33\%\ Acetic\ Acid + 33\%H_2O$

محلول دوم نتایج بهتری را برای مشاهده ذرات فاز γ' و مورفولوژی آنها به دست داد. سپس نمونه‌ها توسط میکروسکوپ نوری در بزرگنمائی‌های ۱۰۰۰، ۸۰۰، ٤٠٠ و ۵۰ برابر برای ارزیابی اندازه دانه‌ها و مشاهده کاربیدها و نیز، توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی SEM برای مشاهده اندازه و مورفولوژی ذرات فاز γ' متالوگرافی شدند. در این بررسی‌ها از تصویر الکترون ثانویه SE استفاده گردید.

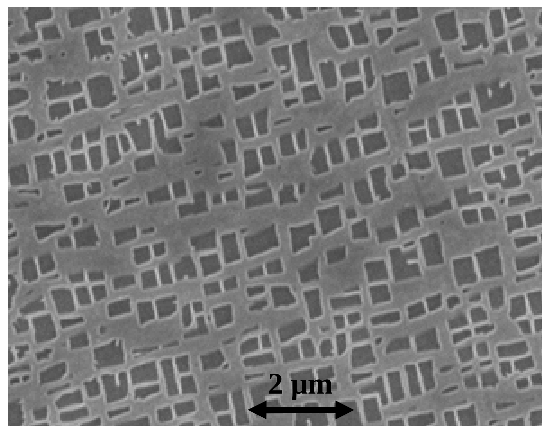
به منظور بررسی تأثیر ریزساختار حاصله از اعمال سیکل بهینه بر خواص خزشی آلیاژ، چند آزمایش خزش در دمای ٧٦٠ ºC و تنش ٥٨٦ MPa روی نمونه‌های تهیه شده از پره‌های نو و مستعمل عملیات حرارتی شده بر اساس استاندارد ASTM E139 توسط دستگاه SATEC انجام شد.

نتایج و بحث

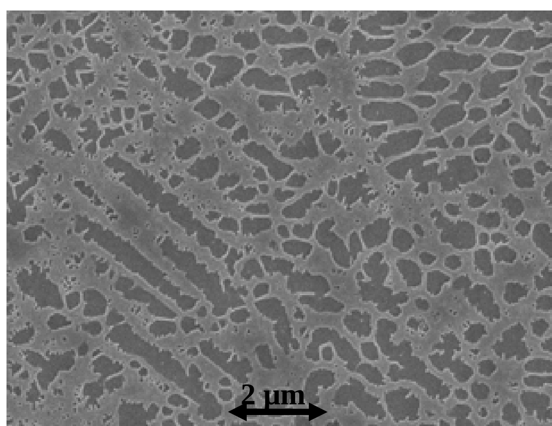
شکل (۱) تصویری از ریزساختار سوپرآلیاژ IN738LC را که با سیکل استاندارد عملیات حرارتی شده است نشان می‌دهد. این ریزساختار کاملاً همگن می‌باشد و شامل فازهای مکعبی γ' اولیه با ابعاد متوسط ۰/۵ µm می‌باشد. البته ذرات کروی γ' ثانویه که در فضای بین ذرات مکعبی γ' توزیع شده‌اند، نیز وجود دارند ولی در این تصویر مشاهده نمی‌شوند. کاربیدها نیز درون دانه‌ها و در مرزدانه‌ها به صورت مجزا پخش شده‌اند. پس از

در معرض دمای بالا قرار گرفتن سوپرآلیاژ IN738LC، درشت شدن و به هم پیوستن ذرات γ' اتفاق می‌افتد و رسوب کاربید MC به رسوب‌های $M_{23}C_6$ مرزدانه‌ای تجزیه می‌گردد، که این ناپایداری در ریزساختار سبب کاهش زیاد استحکام خزشی در دماهای بالا می‌شود[۱۸].

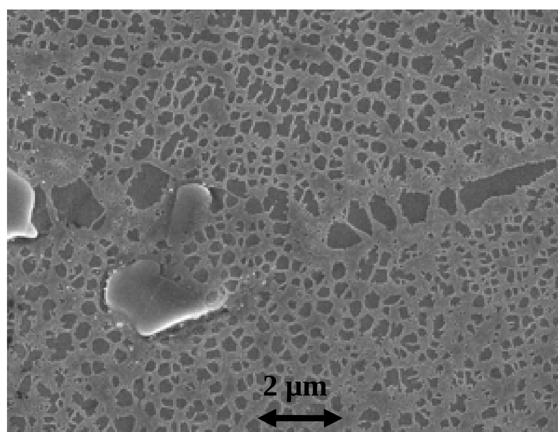
بررسی نمونه‌های تهیه شده از پره‌های کارکرده نشان داد که ساختار کاملاً به هم ریخته و نامنظم است. ذره‌های فاز γ' اکثراً به هم متصل شده و ذرات بسیار درشتی ایجاد نموده‌اند . شکل‌های (۲ و ۳) این موضوع را به روشنی نشان می‌دهند. اتصال ذرات γ' و رشد آنها به علت کار در دمای بالا و خزش به وجود آمده است. در مرزدانه‌ها که دارای انرژی بیشتری می‌باشند، این موضوع با وضوح بیشتری مشاهده گردید.



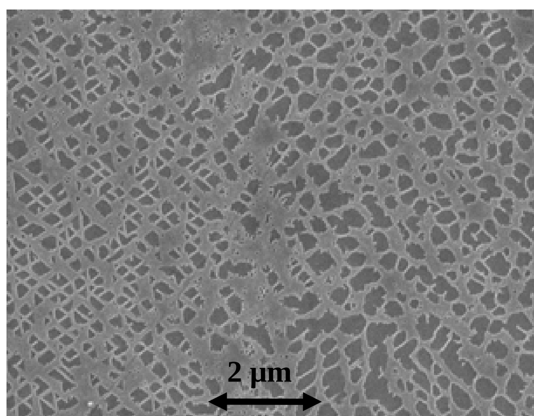
شکل ۱ ریزساختار پره عملیات حرارتی شده با سیکل استاندارد



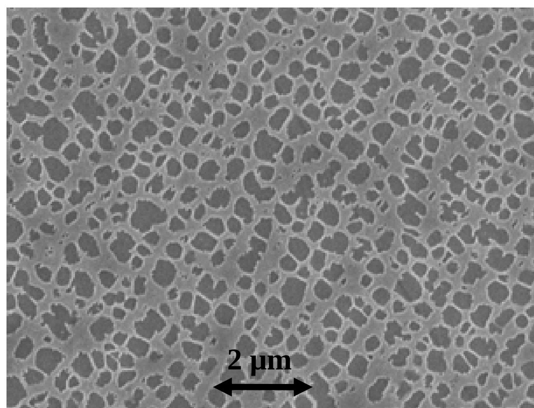
شکل ۲ تصویر SEM از ساختار پره کارکرده



شکل ۳ تصویر SEM از مرزدانه در ساختار پره کارکرده



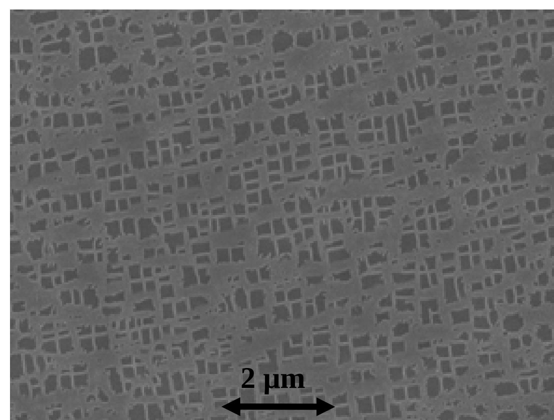
شکل ٤ ریزساختار نمونه عملیات حرارتی شده با سیکل A



شکل ٥ ریزساختار نمونه عملیات حرارتی شده با سیکل B

اولین سیکل اعمالی روی پره‌ها سیکل A بود که در آن پس از انجام حل‌سازی جزئی، قطعه در هوا و بدون هر گونه پوششی سرد شد. از آنجا که ساختار غیرهمگن مشاهده گردید، نتیجه گرفته شد که این سرعت سردکردن نمی‌تواند مطلوب باشد. شکل (٤) ناهمگنی ساختار را به خوبی نشان می‌دهد. همان‌طور که دیده می‌شود در نقاطی تراکم حضور ذرات فاز ′γ و در نقاطی عدم حضور آنها وجود دارد.

این مشکل با استفاده از اعمال سیکل B که در آن سرعت سرد کردن کاهش داده شده بود، تا اندازه‌ای رفع شد و ساختار به دست آمده ساختاری بسیار یکنواخت‌تر از حالت قبل بود. سپس روی این نمونه عملیات پیرسازی در دمای ٨٤٥ºC و به مدت ٢٤ ساعت انجام شد. همان‌طور که در شکل (٥) نشان داده شده است ساختاری نسبتا" یکنواخت و با کسر حجمی نسبتا" مناسب ′γ به دست آمد ولی مورفولوژی مناسب (مکعبی شکل) حاصل نشد. حتی بعضی از ذرات فاز ′γ به هم چسبیده بودند. به علت عدم انجام حل‌سازی کامل، ذرات ′γ با انجام سیکل حرارتی حل‌سازی جزئی یاد شده از یکدیگر جدا نشدند و در بعضی از مناطق غیریکنواختی به‌وجود آوردند.



شکل٦ ریزساختار نمونه عملیات حرارتی شده با سیکل C

بهروز قائمی و همکارانش[19] نیز در تحقیقی در خصوص تأثیر سرعت سرد کردن از دمای حل‌سازی جزئی روی مورفولوژی γ´ گزارش کرده اند که سرعت کم موجب تشکیل رسوب‌های مکعبی می‌شود. آنها پیشنهاد کرده‌اند که تأثیر سرعت سرد کردن روی ضریب عدم انطباق γ و γ´ دلیل این امر است.

همچنین مشخص شده است که سرعت سردکردن پس از عملیات حل‌سازی به علت مؤثر بودن در میزان جوانه‌زنی و رشد فاز رسوبی نقش بالایی در اندازه و مورفولوژی فاز رسوبی و در نتیجه خواص مکانیکی آلیاژ دارد[20].

برای جدا کردن بعضی از ذرات به هم چسبیده سیکل عملیات حرارتی C پیشنهاد گردید. بر پایهٔ این سیکل، یک مرحله عملیات محلول‌سازی کامل در دمای ۱۲۰۰ºC و به مدت ۲ ساعت بر روی قطعات انجام گرفت. پس از آن، سیکل:

1120ºC/2h/AC + 845ºC/24h/AC

انجام شد و ساختار مطلوب به دست آمد که می‌توان آن را در شکل (٦) مشاهده کرد.

دمای انحلال کامل فاز رسوبی γ´ برای سوپرآلیاژهای مختلف پایه نیکل از ۱۱۸۰ºC تا ۱۲۳۵ºC گزارش شده است[4,18,21,22]. بنابراین حداقل دمای همگن‌سازی باید ۱۱۸۰ºC باشد. این دما حد بالایی محدوده دمای حل‌سازی جزئی را تعیین می‌کند به طوری که بالاتر از آن همه رسوب‌های γ´ به طور کامل حل می‌شوند.

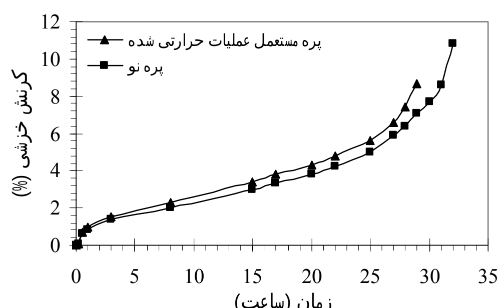
اختلاف این سیکل (سیکل C) با دو سیکل قبلی در اعمال مرحله حل‌سازی کامل به منظور همگن‌سازی می‌باشد. بررسی نمونه‌های عملیات حرارتی شده تحت سیکل C با میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی SEM نشان داد که ساختار، مشابه ساختار نمونه‌های عملیات حرارتی استاندارد شده می‌باشد اما ابعاد رسوب‌های γ´ اولیه آنها از پره‌های فابریک کوچکتر است. ابعاد γ´ اولیه در نمونه‌های پره فابریک، با سیکل عملیات حرارتی استاندارد، حدود ۰/۵ µm ولی در نمونه‌های پره ریختگی عملیات حرارتی شده با سیکل C حدود ۰/٤ µm می‌باشد. همچنین مشخص شد که درصد حجمی γ´ اولیه نیز کمتر از نمونه‌های عملیات حرارتی استاندارد شده IN738LC می‌باشد. این اختلاف ناشی از سرعت بالای سرد شدن از دمای حل‌سازی جزئی است. توزیع کاربیدها نیز به طور یکنواخت در مرز دندریت‌ها و مرزدانه‌ها مشاهده گردید. با کاهش سرعت سردکردن از دمای حل‌سازی جزئی می‌توان به ابعاد بزرگتر ذرات رسوبی γ´ اولیه و افزایش درصد

آنها دست یافت.

همان‌طور که مشاهده می‌شود عملیات حل‌سازی موجب کاهش جدایش‌های میکروسکوپی شده و به این طریق ریزساختار را همگن می‌نماید. هنگامی که دمای انحلال پایین انتخاب شود خواص خستگی بهتری به دست می‌آید و هنگامی که دمای انحلال بالا انتخاب شود، خواص خزشی و گسیختگی در دماهای بالا بهتر خواهد بود. در مرحله انحلال کامل، فاز γ' خشن و برخی کاربیدها با حرارت دیدن در دمای ۱۲۰۰ºC به مدت ۲ ساعت در زمینه آستنیتی γ حل می‌گردند. البته با نگهداری طولانی مدت در دمای همگن‌سازی، ذوب موضعی یوتکتیک اتفاق می‌افتد و در نتیجه درصد یوتکتیک کاهش می‌یابد[14].

همان‌گونه که اشاره شد عملیات پیرسازی، یا به عبارتی حرارت دادن مجدد در زیر دمای حل‌سازی، در سوپرآلیاژهای پایه نیکل به منظور جوانه‌زنی فاز γ' ثانویه و رشد آنها انجام می‌گیرد. Balikci و همکارانش[23] دو مکانیزم پیوستن ذرات ریزتر به ذرات درشت و بیرون آمدن عناصر حل شونده‌ای چون Al و Ti از محلول جامد فوق اشباع زمینه و پیوستن آنها به رسوب‌ها را برای رشد رسوب‌های γ' مطرح کرده‌اند. پیرسازی بیش از اندازه (Over aging) سبب افزایش بیش از حد قطر ذرات رسوبی و در نتیجه موجب کاهش تعداد ذرات و زیاد شدن فاصله بین آنها می‌گردد و این درشت شدن ساختار کاهش استحکام خزشی را در پی دارد [21].

نتایج به دست آمده از آزمایش خزش روی دو سری نمونه تهیه شده از پره‌های نو و پره‌های مستعمل عملیات حرارتی شده در شکل (۷) آورده شده است. مقایسه منحنی‌ها نشان می‌دهد که انجام عملیات حرارتی بهینه در بازگرداندن ریزساختار و خواص خزشی به آلیاژ مستعمل، تا حدود زیادی موفق بوده است. نرخ کرنش خزشی برای نمونه‌های تهیه شده از پره‌های نو و پره‌های مستعمل عملیات حرارتی شده به ترتیب $4/1\times10^{-7}$/sec و $4/9\times10^{-7}$/sec و مقدار کرنش خزشی آنها نیز ۱۰/۸ و ۸/۷ درصد اندازه‌گیری شد. اختلاف موجود در منحنی‌ها ناشی از تشکیل حفره در پره‌های مستعمل در حین کار می‌باشد که عملیات حرارتی به تنهایی قادر به بستن آنها نیست. برای از بین بردن حفره‌ها نیاز به عملیات فشار گرم (HIP) می‌باشد[24,25]. Kim و همکارانش[26] نشان دادند که عملیات HIP می‌تواند عمر خزشی را تا بیش از دو برابر افزایش دهد و افزایش زیادی نیز در میزان درصد ازدیاد طول (کرنش خزشی) به وجود آورد.



شکل ۷ منحنی‌های خزشی نمونه‌های تهیه شده از پره‌های نو و مستعمل عملیات حرارتی بهینه شده.

نتیجه‌گیری

به منظور بازیابی ریزساختار پره‌های مستعمل IN738LC چندین سیکل عملیات حرارتی روی نمونه‌های مختلف انجام گرفت.

۱- با توجه به نتایج بررسی‌های ریزساختاری نمونه‌های عملیات حرارتی شده و مشابهت آنها با نمونه‌های عملیات حرارتی استاندارد شده (پره‌های نو)، می‌توان ادعا نمود که متغیرهای سیکل‌های اعمالی در حدود متغیرهای سیکل عملیات حرارتی استاندارد می‌باشد.

۲- عدم انجام مرحله همگن‌سازی در سیکل‌های A و B موجب افزایش درصد یوتکتیک، فازهای با صفحات متراکم و غیریکنواختی ریزساختاری گردید.

۳- از میان سیکل‌های اعمال شده، سیکل C نزدیکترین مشخـصات و خـواص را نـسبت بـه نمونـه‌هـای عملیات حرارتی استاندارد شده ایجاد می‌کند.

٤- عملیـات محلـول‌سـازی موجـب شـد تـا ذرات γ' درشتی که در حین کار ایجـاد شـده‌انـد، در داخـل زمینه حل شوند و اندازه و توزیـع ذرات γ' بهبـود یابد.

۵- مقایسه نتایج آزمایش خزش روی نمونه‌هـای تهیـه شـده از پـره نـو و نمونـه‌هـای تهیـه شـده از پـره مستعمل عملیات حرارتی شده نشان داد کـه انجـام سیکل بهینه در بازیابی پره‌ها تأثیر مثبت دارد.

مراجع

1. Ross E. W., and Sims C. T., "Nickel Base Superalloys", in: Superalloys II, C. T. Sims et al., (Eds.), pp. 97-131, (1987).
2. Pope D. P., and Ezz S. S., "Mechanical properties of Ni_3Al and nickel-base alloys with high volume fraction of gama" International Metals Reviews, vol. 29, No. 3, pp. 136-167, (1984).
3. Decker R. F., "Source Book on materials for Elevated Application", E. F. Bradley, (Ed.), ASM. pp. 275-298, (1979).
4. Steven R. A., and Flewitt P. E. J., "Microstructural changes which occur during isochronal heat treatment of the nickel-base superalloy IN-738" J. Mat. Sci., vol. 13, No. 2, pp. 367-376, (1978).
5. Brooks C. R., "Heat Treatment, Structure and Properties of Non-Ferrous Alloys", ASM, (1982).
6. Huda Z., "Development of heat-treatment process for a P/M superalloy for turbine blades" Mater Design, Vol. 28, No. 5, pp. 1664–1667 (2007).
7. Ray A. K., Singh S. R., Swaminathan J., Roy P. K., Tiwari Y. N., Bose S. C. and Ghosh R. N., "Structure property correlation study of a service exposed first stage turbine blade in a power plant" Materials Science and Engineering: A, Vol. 419, No. 1-2, pp. 225-232 (2006).
8. Brook J.W., Bridges P.J. "Long term stability of Inconel alloy 718 for turbine disc applications". In: High temperature alloys for gas turbines and other applications 1986, part II, Reidel, Dordrecht; pp. 1431–40 (1986).
9. Mazur Z., Luna-Ramirez A., Juarez-Islas J.A., and Campos-Amezcua., "Failure analysis of a gas turbine blade made of Inconel 738LC alloy", Eng Fail Anal, vol. 12, No. 3, pp. 474–486 (2005).
10. Nickle Development Institute (NiDT) Proceeding, Materials Workshop for the Power Industry, No. 11011, (1990).
11. Bhowal P. R., Wright E. F. and Raymond E. L., "Effects of cooling rate and γ' morphology on creep and stress-rupture properties of a powder metallurgy superalloy", Met. Trans. A, Vol. 21A, pp. 1709-1717, (1990).

12. Shaw S. W. K. et al., "Response of IN-939 to process variations" in: Tien K. (Ed.), Superalloys 80, ASM, pp. 275-284, (1980).

13. Delargy K. M., Shaw S.W.K., Smith G.D.W., "Effects of heat treatment on mechanical properties of high-chromium nickel-base superalloy IN 939", Materials Sci. & Techn., vol. 2(10), pp. 1031-1037, (1986).

۱٤. سید عبدالکریم سجادی، سعید ناطق، رضا شرقی و شهرام ایزدی، "تاثیر پارامترهای عملیات حرارتی روی ریزساختار و خواص مکانیکی سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD-11" چهارمین کنگره انجمن مهندسین متالورژی ایران، دانشگاه تهران، ص١٦٥، ٢٥ تا ٢٧ مهرماه ١٣٧٩.

15. Jarret R. N., Collier, J. P., and Tien, J. K., "Effects of cobalt on the hot workability of nickel-base superalloys", in: Superalloys 1984, Proceeding of 5th Int. Symp. of Superalloys, AIME, Warrendale, PA, pp.455-466, (1984).

16. Voice W. E., and Faulkner R. G., "Carbide stability in nimonic 80a Alloy", Met. Trans. A, vol. 16A, No.4, pp. 511-520, (1985).

17. Steven R. A., and Flewitt P. E. J., "The dependence of creep rate on microstructure in a γ' strengthened superalloy" Acta Met., Vol. 29, No. 5, pp. 867-882, (1981).

18. Hale J. M., IGTI, vol. 9, ASME, pp. 63, (1994).

19. Behrouzghaemia S., and Mitchellb R.J., "Morphological changes of γ' precipitates in superalloy IN738LC at various cooling rates", Materials Science and Engineering: A, Vol. 498, No. 1-2, pp.266-271, (2008).

20. Lestrat D., and Strudel J. L., "Alloys, Their Exploitable Potential" in: J. B. Marriot M. Merz, J. Nihoul and J. Ward, (Eds.), High – Temp. Alloys, Elsevier Applied Science, pp. 307, (1987).

21. Bradley E. F., "Superalloys, A Technical Guide", ASM Int., (1998).

22. Vandermolen E. H., and Oblak J.M., "Control of γ' particle size and volume fraction.in. the high temperature superalloy Udimet700", Metall. Trans. Vol. 2, pp. 1627-1633, (1971).

23. Balikci E., Raman A., and Mirshams R. A., "Volume increase during oxidation. Due to the formation of oxide layer on these phases", Met. & Mat. Trans. A, vol. 28A, pp. 1993-2003, (1997).

24. Bor H. Y., Hsu C.and Wei C. N., "Influence of hot isostatic pressing on the fracture transitions in the fine grain MAR-M247 superalloys", Mater. Chem. Phys., Vol. 84, pp. 284-290, (2004).

25. Appa Rao G., Kumar M., Srinivas M., and Sarma D. S., "Effect of standard heat treatment on the microstructure and mechanical properties of hot isostatically pressed superalloy inconel 718", Materials Science and Engineering: A, Vol. 355, No. 1-2, pp. 114-125, (2003).

26. Kim, M. T. Kim D. S., and Oh O. Y., "Effect of γ' precipitation during hot isostatic pressing on the mechanical property of a nickel-based superalloy", Materials Science and Engineering: A, Vol. 480, No. 1-2, pp. 218-225, (2008).